

ОСНОВНЫЕ ПАРАМЕТРЫ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМО-МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ВЛИЯЮЩИЕ НА СВОЙСТВА ПРОКАТА

THE MAIN PARAMETERS OF HIGH-TEMPERATURE THERMO-MECHANICAL STEEL AFFECTING THE PROPERTY PROCESSING

В.П. Швейкин, А.А. Федорова

ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»

г. Екатеринбург

omd@mtf.ustu.ru

Abstract

The different methods of optimum combination of strength, plastic and viscous properties for the finished product forming were shown. Parameters of high temperature thermo-mechanical treatment rolling were considered.

Большинство изделий из металлов и сплавов, производимых методами обработки давлением, пластически деформируются в горячем состоянии, что позволяет снизить нагрузку на инструмент и повысить пластичность обрабатываемого материала. Горячая деформация сопровождается динамическим упрочнением (горячий наклеп) и динамическим разупрочнением (динамические возврат и, возможно, ранние стадии рекристаллизации, если скорость деформирования невелика). Если после придания изделию формы оно охлаждается в естественных условиях (например: на воздухе), то успевает произойти статическая рекристаллизация, ликвидирующая последствия горячего наклепа. Прочность таких изделий невелика.

Если придание изделию формы методами обработки давлением происходит в холодном состоянии, то металл приобретает высокую прочность (наклеп), но может потерять пластичность и вязкость, приобрести склонность к хрупкому разрушению.

Для формирования в готовом изделии оптимального комплекса прочностных, пластических и вязкостных свойств, применяются различные способы. Перечислим основные.

Термическая обработка или для упрочнения после горячей пластической деформации. Последний вариант чаще всего предполагает проведение закалки с отпуском. Используется отдельный нагрев, протекающие при этом процессы - статические.

Термомеханическая обработка (ТМО). Она представляет собой совокупность операций деформации, нагрева и охлаждения (в различной последовательности), в результате которых происходит формирование окончательной структуры металлического сплава. Это наиболее экономичный и перспективный способ упрочнения, поэтому подробно обсудим его особенности. Отличительной особенностью ТМО является влияние повышенной плотности дефектов, возникающих вследствие пластической деформации, на формирование структуры при фазовых превращениях, происходящих во время термического воздействия.

После ТМО по оптимальным режимам достигается более высокий уровень пластичности и вязкости, уникальное сочетание повышенной прочности и повышенного сопротивления разрушению, чем при легировании и обычной термической обработке, например закалке с отпуском (см. рис 1).

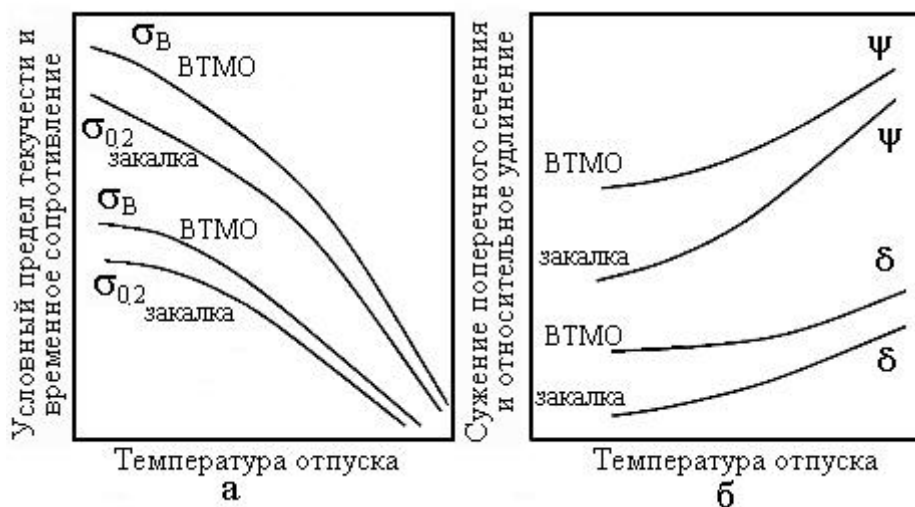


Рис.1. Схема влияния BTMO и температуры отпуска на прочностные (а) и пластические (б) характеристики углеродистой стали

В зависимости от вида обрабатываемого материала и поставленных задач по повышению прочностных, пластических или вязкостных характеристик применяются различные режимы ТМО, при которых пластическая деформация определяет формирование структуры металлического материала в процессе старения, перлитного, бейнитного или мартенситного превращений[1].

Общей особенностью большинства видов ТМО (за исключением патентирования) является проведение пластической деформации при повышенных температурах. Это обуславливает одновременное протекание процессов деформационного упрочнения и разупрочнения вследствие полигонизации и рекристаллизации. Результат зависит от динамики каждого из этих конкурирующих процессов, то есть от скорости и полноты их протекания, что в свою очередь зависит от температурных, деформационных, скоростных и временных параметров ТМО (подробно будет обсуждено ниже).

Изменения структуры во время и после горячей деформации.

Горячая пластическая деформация сопровождается динамическими процессами возврата и рекристаллизации. По мере увеличения степени деформации интенсивность генерирования новых дислокаций меняется незначительно, а скорость их аннигиляции возрастает до тех пор, пока не сравняется со скоростью генерирования. Наступает стадия установившегося течения. С понижением температуры или повышением скорости деформации процессы возврата успевают проходить в меньшей степени, поэтому стадия установившегося течения наступает позднее, то есть при больших степенях деформации.

Если динамический возврат развит слабо, то критическая степень деформации (обеспечивающая плотность дислокаций, необходимую для начала динамической рекристаллизации) понижается. Таким образом, легирующие элементы, уменьшаю-

щие энергию дефектов упаковки, затрудняют динамический возврат и облегчают достижение критической плотности дислокаций, необходимой для начала динамической рекристаллизации. К промышленным сплавам, в которых при большой горячей деформации возникает динамическая рекристаллизация, относятся углеродистые и легированные стали в аустенитном состоянии, жаропрочные никелевые сплавы, латуни.

Следует отметить, что критическая степень деформации, необходимая для начала динамической рекристаллизации, уменьшается с ростом скорости деформации и с понижением температуры. Следовательно, химический состав сплава, температура, степень и скорость деформации определяют, разовьются ли в процессе конкретного способа обработки давлением динамические возврат и рекристаллизация, или только возврат[2,3].

Высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО).

Как уже отмечалось, динамические процессы полигонизации и рекристаллизации в ходе высокотемпературной деформации отличаются рядом специфических черт от аналогичных статических процессов, протекающих в холоднодеформированном металле. Варьируя четыре основных параметра: степень, скорость, температуру деформации и длительность последеформационной паузы, можно получить различные структурные состояния, обеспечивающие не только возможное упрочнение в результате горячей деформации, но и разупрочнение, являющееся следствием рекристаллизации [1].

Высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО) состоит из нагрева до температур однофазного аустенитного состояния, деформации после определенной выдержки в этой области и ускоренного охлаждения до температур ниже мартенситной точки M_n . Обязательной операцией является низкотемпературный отпуск.

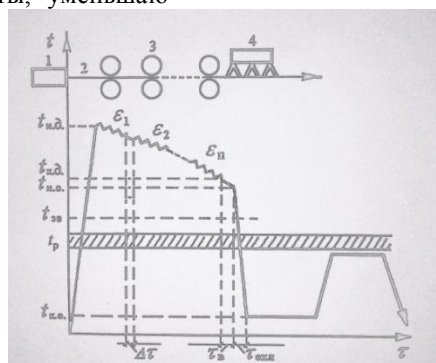


Рис.2.Схема, иллюстрирующая основные технологические параметры ВТМО: 1-печь, 2- заготовка, 3-стан, 4-сплейер

Принципиальное отличие ВТМО от термической обработки с прокатного нагрева заключается в создании таких условий высокотемпературной пластической деформации и последующей закалки, при которых подавляется развитие рекристаллизационных процессов и создается особое субструктурное состояние, характеризующиеся повышенной плотностью несовершенств и особым их располо-

жением с образованием разветвленных субграниц границ полигонов.

Для каждого сплава существуют оптимальная температура нагрева и степень деформации, определяющие наиболее благоприятные условия создания полигональной структуры в результате ВТМО, и отсюда - наиболее эффективное повышение механических свойств.

Горячая пластическая деформация приводит к изменению дефектной структуры аустенита. Дислокационная субструктура аустенита зависит от степени, скорости, температуры и способа деформации, ориентировки и размера зерна, наличия частиц избыточных фаз, химического состава. Субструктура может соответствовать упрочнению, полигонизации и рекристаллизации. Эта субструктура впоследствии наследуется мартенситом, поэтому стадия горячей деформации при ВТМО оказывает решающее влияние на свойства готового изделия. Предпочтительной является полигонизованная субструктура.

Сформировавшуюся в результате горячей деформации субструктуру аустенита необходимо сохранить. Это достигается закалкой - ускоренным охлаждением, предотвращающим перлитное и бейнитное превращения [4].

Низкотемпературный отпуск является заключительной операцией ВТМО. Главным следствием отпуска, помимо снятия остаточных напряжений, является два противоположных по влиянию

на прочность процесса: разупрочнение вследствие распада мартенсита и упрочнение в результате выделения дисперсных частиц специальных карбидов.

В случае оптимального режима ВТМО в сталях повышается ударная вязкость, понижается порог хладноломкости (температура вязко-хрупкого перехода), растет сопротивление усталостному разрушению, понижается чувствительность к концентраторам напряжений, растут пластичность и временное сопротивление разрушению.

Термомеханическая обработка существенно изменяет характер разрушения сталей. В изломах углеродистых сталей, подвергнутых ВТМО, отсутствуют участки межзеренного или внутризеренного хрупкого разрушения; поверхность разрушения покрыта густой сеткой мелких равноосных ямок (рис.3.а.). Это характерно для вязкого внутризеренного механизма разрушения. После закалки с отпуском уже при температуре испытания около 0°C наблюдается внутри и межзеренное хрупкое разрушение и интенсивное растрескивание по границам бывших аустенитных зерен (рис.3.б.).

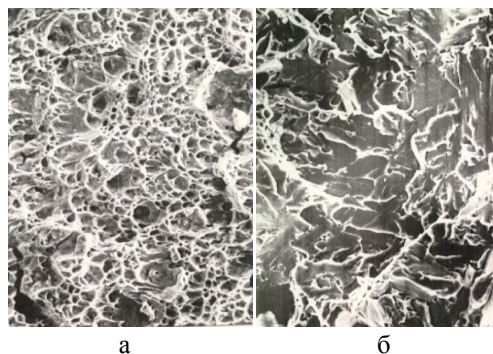


Рис.3. Фрактограммы изломов малоуглеродистой низколегированной стали после ВТМО (а) и закалки с отпуском (б); температура 0 °C

Подводя итог сказанному, следует еще раз подчеркнуть, что благоприятное влияние ВТМО на сопротивление разрушению связано с измельчением кристаллов мартенситной структуры; наличием субструктуры, зубчатостью границ зерен аустенита; пониженной концентрацией вредных примесей и отсутствием сегрегаций примесей на границах зерен (т.к. примеси более равномерно распределены по субграницам внутри зерен); уменьшением динамических эффектов от ударов растущих мартенситных кристаллов аустенитного зерна из-за тормозящего влияния субструктуры; изменением процессов выделения и роста карбидов; повышенной способностью термомеханически упрочненной стали к релаксации остаточных и возникающих при нагружении напряжений.

Рассмотрим теперь технологические факторы, влияющие на структуру, а значит и механические свойства стали после ВТМО. Эти факторы принято подразделять на температурные, деформационно-скоростные и временные [4].

Температурные факторы.

1. *Температура начала ($t_{нд}$) и конца ($t_{кд}$) горячей деформации.*

$t_{нд}$ надо выбирать такой, чтобы в процессе горячей деформации происходили процессы стабилизирующей полигонизации и формировалась развитая субструктура, а рекристаллизация была подавлена или заторможена. Этим условиям отвечает $t_{нд}$ (при данной скорости и степени деформации), обеспечивающая конец горячей деформации при температуре $t_{кд}$, превышающей точку $A_{с3}$ на 50-100 °C (рис.2). Таковы общие рекомендации по выбору $t_{нд}$ и $t_{кд}$.

2. *Скорость охлаждения ($V_{охл}$) и температура конца ускоренного охлаждения ($t_{ко}$).* Скорость

охлаждения $V_{охл} = \frac{\Delta t}{\tau_{охл}}$ (°C/сек) (обозначения см.

на рис.2) зависит от среды охлаждения (охлаждающий поток может состоять из: воздуха, водовоздушной смеси или воды) и от перепада температур между охлаждаемой поверхностью и охлаждающим потоком.

Когда разность между температурами металла и охлаждающего потока (например: водовоздушного) велика, что имеет место на первых стадиях охлаждения, происходит бурный процесс парообразования. Пузырьки пара создают сплош-

ную паровую пленку, которая отделяет поверхность металла от охлаждающей среды. Происходит так называемое пленочное кипение. Скорость охлаждения при этом понижена и составляет 70-80⁰С/сек. (речь идет об охлаждении стальных изделий с температурой охлаждения $t_{\text{но}}$ (рис.2.) порядка 900⁰С). Снижение температуры охлаждаемой поверхности до 800-700⁰С обеспечивает переход к пузырьковому кипению. При этом скорость охлаждения увеличивается до 90-100⁰С/сек. Дальнейшее охлаждение приводит к переходу на конвективный теплообмен между охлаждаемой поверхностью и средой. Скорость охлаждения снижается до 50-70⁰С/сек.

Кроме скорости охлаждения, на процесс структурообразования большое влияние оказывает температура $t_{\text{ко}}$ -температура конца ускоренного охлаждения. В зависимости от поставленных целей, после охлаждения можно получить феррито-корбидную смесь, бейнитную, мартенситную или комбинированную структуру, представленную этими составляющими в различном долевым соотношении.

3. Температура отпуска $t_{\text{отп}}$.

Главная задача отпуска после ВТМО- снять внутренние закалочные напряжения и предотвратить растрескивание. Слишком высокая температура отпуска может привести к началу процессов перестройки дислокационной структуры или даже рекристаллизации, а значит, к потери прочности, что не желательно.

Комплексное влияние параметров $t_{\text{нд}}$, $t_{\text{ко}}$ и $t_{\text{отп}}$ на механические свойства может быть обобщено в виде номограмм. Используя номограммы, можно оценить уровень механических характеристик стали после ВТМО ($\sigma_{\text{в}}$, $\sigma_{0.2}$, δ , Ψ , KCV) при различных значениях $t_{\text{нд}}$, $t_{\text{ко}}$ и $t_{\text{отп}}$ (при этом все остальные параметры: суммарная величина горячей деформации, число проходов, продолжительность выдержек между проходами и после деформации перед охлаждением предполагаются неизменными).

Для углеродистых сталей обычно наблюдается снижение прочностных и повышение пластических характеристик с ростом температуры отпуска. Увеличение температуры начала деформации обычно приводит к уменьшению прочностных характеристик, увеличению ψ , KCV, а относительное удлинение δ при этом почти не изменяется.

Деформационно-скоростные параметры ВТМО.

1. Степень и скорость деформации (ϵ и $\dot{\epsilon}$)

Скоростью деформации $\dot{\epsilon}$ принято называть первую производную деформации ϵ по времени.

Сочетание значений ϵ и $\dot{\epsilon}$ следует добиваться образования полигонизованной развитой субструктуры, так как именно она обеспечивает многократно больший уровень вязкости и приблизительно одинаковый уровень прочности и пластичности материала после ВТМО по сравнению с обычной закалкой.

2. Дробность деформации n и распределения деформаций по проходам.

Как правило, по техническим соображениям, горячую деформацию осуществляют в несколько этапов - проходов.

Равномерный или возрастающий характер распределения деформаций по проходам приводит к повышению температуры металла в последних проходах и как следствие к началу протекания разупрочняющих рекристаллизационных процессов. Одновременно увеличивается разноразмерность структуры. Следовательно, оптимальный комплекс механических характеристик достигается при большом числе проходов n и убывающем характере распределения деформаций от первого прохода к последнему ($\epsilon_1 > \epsilon_2 > \dots > \epsilon_n$).

Временные параметры ВТМО.

1. Продолжительность междеформационных пауз Δt .

Увеличение продолжительности междеформационных пауз (при постоянстве температурных и деформационных параметров) приводит к снижению прочностных и повышению пластических характеристик за счет протекания рекристаллизационных процессов в период пауз. Следовательно, надо стремиться к уменьшению Δt , насколько это позволяют технологические операции передачи горячего металла со стана на стан.

2. Последедеформационная выдержка перед началом ускоренного охлаждения $\tau_{\text{в}}$.

Если ускоренное охлаждение проводится немедленно после горячей деформации, то повышенная плотность равномерно распределенных в аустените дислокаций наследуется мартенситом. Однако достижение высоких значений пластичности и вязкости в высокопрочном состоянии зависит не столько от плотности дислокаций, сколько от их благоприятного распределения (наличия субструктуры). Для выстраивания дислокаций в малоугловые границы нужно время. С другой стороны, если $\tau_{\text{в}}$ слишком велика, то начнутся разупрочняющие рекристаллизационные процессы. Таким образом, $\tau_{\text{в}}$ должна быть оптимальной - достаточной для протекания стабилизирующей полигонизации и не слишком большой - для предотвращения разупрочнения. Обычно для углеродистых сталей $\tau_{\text{в}}$ составляет 3-6 сек.

Существуют номограммы, позволяющие оценить совместное влияние временных параметров на прочностные и пластические характеристики стали после ВТМО.

В реальных условиях ВТМО все перечисленные параметры влияют на структуру и свойства одновременно. Однако не все подвергаются варьированию. Часть из них взаимосвязаны или не могут быть изменены по причине конструктивных особенностей используемого прокатного оборудования. Поэтому управляют процессом ВТМО, как правило, меняя температуру начала деформации $T_{\text{нд}}$, суммарную степень горячей деформации ϵ , продолжительность междеформационных пауз Δt , время выдержки от конца горячей деформации до начала ускоренного охлаждения $\tau_{\text{в}}$, скорость охлаждения $V_{\text{охл}}$ и температуру отпуска $T_{\text{отп}}$.

Как правило ВТМО осуществляется в потоке прокатных станов. Поэтому применение всевозможных ванн, необходимых для осуществления требуемого переохлаждения, невозможно. Нужны устройства, обеспечивающие возможности быстрого варьирования скорости охлаждения в достаточно широких пределах и притом при постоянном движении охлаждаемого изделия с большой скоростью.

Эти задачи выполняют спрейеры, щелевые охладители, душирующие устройства, форсунки и т.д.

Примеры использования термомеханической обработки в производстве.

В зависимости от требований, предъявляемых к изделию и от марок, применяемых материалов меняются схемы и параметры режимов ТМО. Не существует универсальных алгоритмов конструирования технологии ТМО. Этим и объясняется многообразие конструкторских и технологических решений при реализации термомеханической обработки. Поэтому приведем лишь несколько примеров использования ТМО в производстве проката.

Для производства труб нефтяного сортамента используются различные марки сталей в зависимости от условий эксплуатации. Обсуждаемая технология для стали 36Г2С разработана в лаборатории термомеханической обработки кафедры ПДСС МИСиС. Сталь 36Г2С с пониженным содержанием углерода, марганца и кремния имеет следующий химический состав: С-0,33%, Мп-1,26%, Si-0,30%, Cr-0,88%, Ni-0,04%, S-0,022%, P-0,020%. Повысить комплекс механических характеристик можно за счет легирования, однако это дорого. Поэтому для достижения сочетания прочности, пластичности и вязкости обычно используют ВТМО. Процесс производства труб заключается в следующем. Заготовки нагреваются до 1260-1280 °С. Прошивка осуществляется в температурном диапазоне 1260-1150 °С со степенью деформации около 70%. Раскатка осуществляется на автомат стане в температурном диапазоне 1100-1040 °С со степенью деформации 35-40%. Обкатка со степенью деформации 3-4% в интервале температур 940-880 °С улучшает наруж-

ную и внутреннюю поверхности и устраняется овализацию. Заключительное улучшение качества наружной поверхности трубы и достижение требуемого наружного диаметра происходит в процессе калибровки на калибровочном стане при температурах 830-770 °С (деформация около 12%). После калибровочного стана труба охлаждается в спрейере, а затем поступает в термическое отделение цеха, где происходит отпуск при 550-570 °С и правка трубы.

Во время горячей деформации на каждом из станов развиваются процессы динамической рекристаллизации, а во время передачи труб со стана на стан - статической рекристаллизации. При этом исходное крупное зерно аустенита (после исходного нагрева) постепенно уменьшается в размере (с 70 до 30 мкм). Этот процесс многостадийен. За время передачи горячих труб со стана на стан средний размер зерен аустенита увеличивается, а в процессе последующей горячей деформации вновь уменьшается. Поскольку продолжительность деформации превосходит продолжительность междеформационных пауз, измельчение превалирует над укрупнением. Однако, причиной упрочнения труб после ВТМО, в основном, является не средний размер аустенитных зерен, а тонкое строение дислокационной субструктуры.

В результате ВТМО после всех выше перечисленных операций горячего пластического деформирования микроструктура труб состоит из крупноиглочатого мартенсита. Следует отметить, что после обычной закалки хотя и формируется структура мелкодисперсного мартенсита, однако этот мартенсит лишен развитой дислокационной субструктуры, в отличие от мартенсита после ВТМО.

Прокатка труб с применением ВТМО обеспечивает получение высокопрочных труб категории прочности М ($\sigma_b=900$ МПа; $\sigma_{0,2}=750$ МПа; $\delta=12\%$; $KCU^{60\text{ }^{\circ}\text{C}}=0,8$ МДж/м²) (см. рис 4).

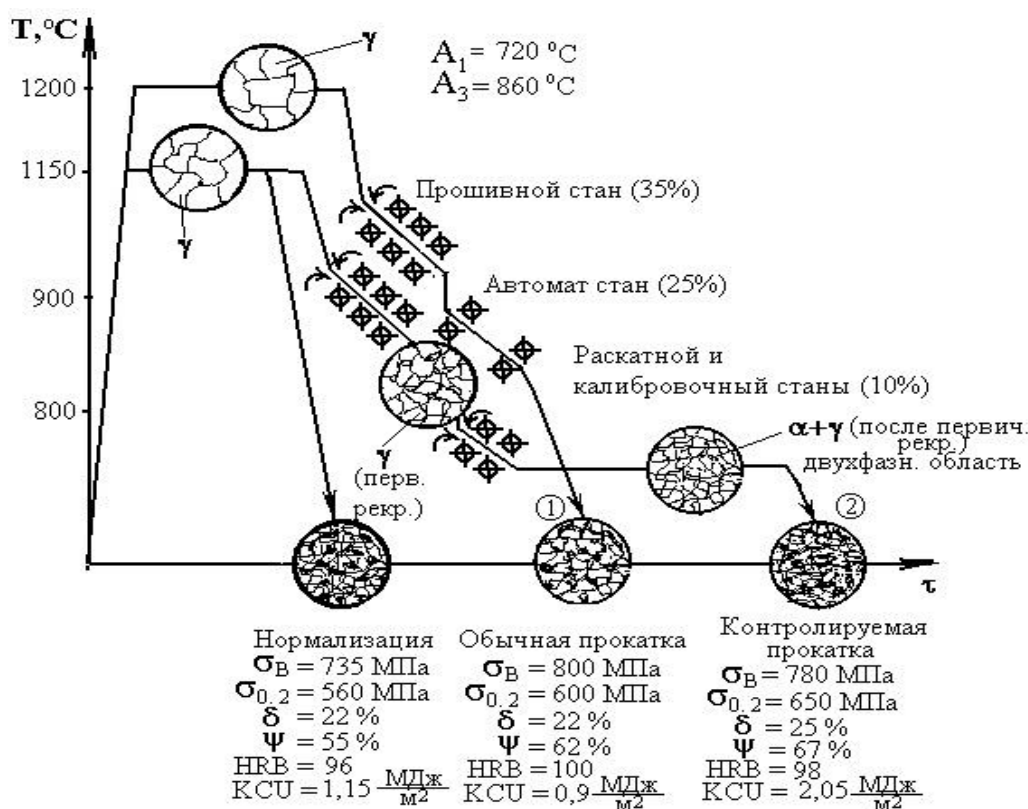


Рис. 4. Схема получения высокопрочных обсадных труб из стали 15ГФБ после обычной (1) и контролируемой (2) прокатки в условиях Руставского металлургического завода.

Обычная закалка данной стали на мартенсит с отдельного нагрева (800-850 °C) и последующий высокий отпуск при 630-680 °C позволяет достигать лишь категории прочности Л ($\sigma_B=730\text{МПа}$; $\sigma_{0,2}=640 \text{ МПа}$; $\delta=15\%$; $KCU^{60 \text{ } ^\circ\text{C}}=0,7\text{МДж/м}^2$). Категории прочности труб нефтяного сортамента согласно ГОСТ 632-64.

Список литературы

1. Бернштейн М.Л., Займовский В.Л., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. М. Металлургия, 1983, 480с.
2. Бернштейн М.Л. и др. Диаграммы горячей деформации, структура и свойства сталей (справочник) М.: Металлургия, 1989.
3. Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов. Учебное пособие для студентов специальности «Физика металлов». М.: Металлургия, 1977, 264с.
4. Жадан В.Т., Воронцов Н.М., Кулак Ю.Е. и др. Производство проката из рессорно-пружинной стали. М.: Металлургия, 1984